



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08013083 A**(43) Date of publication of application: **16.01.96**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00
C21D 8/02
C22C 38/14
C22C 38/50
C22C 38/58

(21) Application number: **06147948**(22) Date of filing: **29.06.94**(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(72) Inventor: **SHIMIZU MASATO**
NAKATANI YOSHIYUKI
OKANO SHIGEO

(54) **REFRACTORY STEEL PLATE FOR
 ARCHITECTURAL USE, REDUCED IN YIELD
 RATIO AND EXCELLENT IN WELDABILITY, AND
 PRODUCTION THEREOF**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a refractory steel plate for architectural use, increased in high temp. strength, reduced in yield ratio at ordinary temp., and excellent in weldability, by subjecting a slab of low carbon steel of specific composition, in succession, to hot rolling, to rapid cooling, to reheating, and to rapid cooling or further to tempering under respectively specified temp. conditions.

CONSTITUTION: A steel, having a composition which contains, by weight, 0.04-0.15% C, 0.05-0.50% Si, 0.50-1.60% Mn, <0.02% P, <0.005% S, 0.10-0.40% Mo, 0.005-0.07% V, 0.005-0.05% Nb, 0.005-0.03% Ti, and 0.01-0.10% Al or further contains one or more elements among small amounts of Cu, Ni, Cr, and Ca and in which the value of PCM represented by equation is regulated to 20.21, is used. A slab of this steel is heated to ³1050°C and formed into a plate by hot rolling finishing at 850-950°C. This plate is cooled rapidly from a temp. not lower than the Ar₃ point down to 400-550°C at (3 to 20)°C/sec cooling rate, further reheated to a temp. in the region between the Ac₁ and the Ac₃ point, and cooled rapidly. If necessary, tempering is done at a temp. lower than the Ac₁ point.

By this method, the refractory steel plate for architectural use, having a composition in which the fraction of secondary phase other than ferrite is regulated to ²20% and excellent in earthquake resistance, can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

$$P_{\text{PCM}} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-13083

(43) 公開日 平成8年(1996)1月16日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 B			
C 2 1 D 8/02	B	8821-4K		
C 2 2 C 38/14				
38/50				
38/58				

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号	特願平6-147948	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成6年(1994)6月29日	(72) 発明者	清水 眞人 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(72) 発明者	中谷 義幸 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(72) 発明者	岡野 重雄 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(74) 代理人	弁理士 明田 莞

(54) 【発明の名称】 溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 高温耐力と良好な溶接性を備えた建築構造用耐火鋼板およびその製造方法の提供。

【構成】 C, Si, Mn, P, S, Mo, V, Nb, Ti, Al を特定した鋼において、下記①式で示す P_{cm} (溶接割れ感受性組成) が 0.21% 以下を満足し、残部 Fe および不可避免の不純物からなる化学組成を有し、フェライト以外の第2相の分率が 20% 以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が 120~260 の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板。

$$P_{cm} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B \dots$$

.....①

1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量比にて、C：0.04～0.15%、Si：0.05～0.50%、Mn：0.50～1.60%、P：0.020%以下、S：0.005%以下、Mo：0.10～0.40%、V：0.005～0.070%、Nb：0.005～0.050%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.01～0.10%を含有し、さらにCu：0.05～0.40%、Ni：0.05～0.40%、Cr：0.10～0.50%を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有し、フェライト以外の第2相の分率が20%以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が120～260の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板。

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{.....①}$$

【請求項2】 質量比にて、C：0.04～0.15%、Si：0.05～0.50%、Mn：0.50～1.60%、P：0.020%以下、S：0.005%以下、Mo：0.10～0.40%、V：0.005～0.070%、Nb：0.005～0.050%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.01～0.10%を含有し、さらにCu：0.05～0.40%、Ni：0.05～0.40%、Cr：0.10～0.50%を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有し、フェライト以外の第2相の分率が20%以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が120～260の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板。

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{.....①}$$

【請求項3】 質量比にて、C：0.04～0.15%、Si：0.05～0.50%、Mn：0.50～1.60%、P：0.020%以下、S：0.005%以下、Mo：0.10～0.40%、V：0.005～0.070%、Nb：0.005～0.050%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.01～0.10%を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、A_{r3}変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法。

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{.....①}$$

【請求項4】 前記請求項3記載の溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法において、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷した後、さらにAc₁変態点未満の温度で焼戻し処理をすることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法。

【請求項5】 質量比にて、C：0.04～0.15%、Si：0.05～0.50%、Mn：0.50～1.60%、P：0.020%以下、S：0.005%以下、Mo：0.10～0.40%、V：0.005～0.070%、Nb：0.005～0.050%、Ti：0.005～0.030%、Al：0.01～0.10%を含有し、さらにCu：0.05～0.40%、Ni：0.05～0.40%、Cr：0.10～0.50%を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、A_{r3}変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法。

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{.....①}$$

【請求項6】 前記請求項5記載の溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法において、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷した後、さらにAc₁変態点未満の温度で焼戻し処理をすることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

*10%を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足して、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有し、フェライト以外の第2相の分率が20%以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が120～260の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板。

10 ※0%、Ca：0.0005～0.0050%のうち1種または2種を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足して、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有し、フェライト以外の第2相の分率が20%以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が120～260の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板。

20 ★避的の不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、A_{r3}変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法。

30 ☆Ni：0.05～0.40%、Cr：0.10～0.50%、Ca：0.0005～0.0050%のうち1種または2種を含有し、下記①式で示すP_{CM}（溶接割れ感受性組成）が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、A_{r3}変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法。

【産業上の利用分野】 本発明は耐火鋼板およびその製造方法に関し、特に、常温で低い降伏比と大きな様伸びを有すると同時に、十分な高温耐力と良好な溶接性を備えた建築構造用耐火鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 一般的に、鉄骨建築物は火災時の高温によって鋼材強度が低下し、建築物として必要な耐力が維

持できないため、耐火被覆で鉄骨を保護することが建築基準法で定められている。従来の Si-Mn 系の建築構造用鋼板では、火災時に鋼材温度が 350℃ 以上になるとその耐力が常温規格値の 2/3 以下に低下し、構造上必要な耐力（長期許容応力度）を下回るため、耐火被覆によって鋼材温度の上昇を抑制しているが工事費の増加や工期の長期化という問題がある。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、1987年に施行された「新耐火設計法」により、高温での耐力が優れた鋼板（耐火鋼板）を使用すれば耐火被覆の削減または省略が可能になった。この耐火鋼板は立体駐車場、外部鉄骨建築物、アトリウム等を中心に採用されている。

【0004】現在、高温での耐力が優れた鋼材としてはボイラー・圧力容器用 Cr-Mo 鋼がある。しかし、この鋼材は、600℃での耐力は常温規格値の 2/3 以上を有するが、C 量が高いために溶接性（耐溶接割れ性）および溶接継手靱性が悪く、溶接施工上難点がある。このために 600℃においても高い耐力を有し、かつ、溶接性に優れ、従来鋼と同等の設計・施工ができる耐火鋼板がいくつか提案されている（特公平 4-50362号公報）。

【0005】これらの鋼板には、建築用として耐震性能を確保するために降伏比の低減が要求され、通常の要求 80% 以下を満足するものも開発されている。しかし、耐震性能への要求は一層厳格化し、場合によっては降伏比だけでなく一様伸びの増加も要求されることがある。このような要求に対しては、これまで提案されている耐火鋼板は十分な配慮がなされていなかった。一方、例えば特開平 3-173715号公報に開示される鋼は、Cr、Mo および Nb を複合添加し、制御圧延法によって製造され、優れた高温耐力を有しているが、板厚が 25mm と薄く、厚肉材を対象としてはいない。また、特開平 3-6322号公報に開示される鋼は、多量の Mo を添加した鋼を Ar₃ 変態点以下から加速冷却することにより、マイクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とし、常温での降伏比を低く抑えて 600℃における強度を確保している。しかし、加速冷却ままでは鋼材の残留応力が高いため、ガス切断による条切り時にキャンバーや反りの形状不良が発生し易いという問題がある。

【0006】本発明は、前記従来技術における問題点を解消し、鉄骨への耐火被覆を削減または省略しながらも高温に対する十分な耐力を有し、かつ、常温での低い降伏比、大きな一様伸び、さらには優れた溶接性を有する*

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \cdots \cdots \cdots \textcircled{1}$$

【0011】また本発明は、質量比にて、C: 0.04 ~ 0.15%、Si: 0.05 ~ 0.50%、Mn: 0.50 ~ 1.60%、P: 0.020% 以下、S:

* 建築構造用耐火鋼板ならびに、高層や大スパンの鉄骨建築物に使用される厚肉鋼板についても溶接性に加えて条切り特性にも優れて成る建築構造用耐火鋼板の製造方法を提供することを目的としている。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成するため、本発明者等は鋭意研究を重ねた結果、素材の化学成分を限定し、マイクロ組織の構成要件を規定することにより、常温での低い降伏比と大きな一様伸び、さらには優れた溶接性および条切り特性を有する建築構造用耐火鋼板を製造できるという知見を得て本発明を完成するに至った。

【0008】これまでの耐火鋼板では、一般にその高温強度を確保するために、Mo や Nb などの析出強化を活用しているが、これらの元素を添加すると鋼の焼入性が增加するため、マイクロ組織がベイナイト主体となり、降伏比の低減や一様伸びの増加を十分に達成できないことが多い。これらの特性の改善については、建築用 590 N/mm² 級鋼板などで知られているように、マイクロ組織中に軟質のフェライト相を分散させることが有効であり、そのための具体的手段として例えば二相域熱処理法などが知られている。

【0009】そこで、本発明者等は、降伏比と一様伸びに及ぼすマイクロ組織の影響を調査した。その結果、これらの特性に対する要求を満足するためには、単にフェライト相を分散させるだけでは十分ではなく、フェライト以外の第2相とフェライト相の硬さの差がある値以上とすること、さらに、この硬さの差が或る値以上になると著しい靱性の劣化を生じるため硬さの差に上限を設定する必要があることを見いだした。

【0010】前記知見に基づいてなされた本発明は、質量比にて、C: 0.04 ~ 0.15%、Si: 0.05 ~ 0.50%、Mn: 0.50 ~ 1.60%、P: 0.020% 以下、S: 0.005% 以下、Mo: 0.10 ~ 0.40%、V: 0.005 ~ 0.070%、Nb: 0.005 ~ 0.050%、Ti: 0.005 ~ 0.030%、Al: 0.01 ~ 0.10% を含有し、下記①式で示す P_{cm}（溶接割れ感受性組成）が 0.21% 以下を満足し、残部 Fe および不可避免の不純物からなる化学組成を有し、フェライト以外の第2相の分率が 20% 以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が 120 ~ 260 の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板を要旨としている。

5

0.1～0.10%を含有し、さらにCu:0.05～0.40%、Ni:0.05～0.40%、Cr:0.10～0.50%、Ca:0.0005～0.0050%のうち1種または2種を含有し、下記①式で示すP_{CM} (溶接割れ感受性組成)が0.21%以下を満足して、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有 *

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \cdots \cdots \cdots \textcircled{1}$$

【0012】一方、建築構造用耐火鋼板について優れた条切り特性を持たせるには、板厚によらず制御圧延までであることが有効であるが、厚肉材の場合、強度を確保するためにC_{eq} (炭素当量)やP_{CM} (溶接割れ感受性組成)を高くせざるを得なく、溶接性が劣化する。これに対し、C_{eq}を高めることなく、強度の上昇を図る手段として加速冷却法があるが、加速冷却ままでは鋼材の残留応力が高いため、ガス切断での条切り特性が悪い。また、加速冷却法での条切り特性の改善には、加速冷却+焼戻し法が有効であるとされるが、この方法ではマイクロ組織がベイナイトとなり、しかも焼戻し時に高温強度を向上させるために添加したMo、Nbが析出するために常温での降伏比が高くなる。そこで、C_{eq}を高めることなく強度上昇を図り、かつ、常温での低降伏比を確保する手段として、加速冷却後にAc₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱し空冷処理を行い、あるいはその後さらに焼戻し処理を行うことにより、マイクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることが有効であることを見いだした。これにより厚肉材においても、溶接性はもとよ※

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \cdots \cdots \cdots \textcircled{1}$$

【0014】また本発明は、上記の溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法において、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷した後、さらにAc₁変態点未満の温度で焼戻し処理をすることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法である。

【0015】また本発明は、質量比にて、C:0.04～0.15%、Si:0.05～0.50%、Mn:0.50～1.60%、P:0.020%以下、S:0.005%以下、Mo:0.10～0.40%、V:0.005～0.070%、Nb:0.005～0.050%、Ti:0.005～0.030%、Al:0.01～0.10%を含有し、さらにCu:0.05～0.40%、Ni:0.05～0.40%、Cr:0.10～0.50%、Ca:0.0005～0.0050%のうち1種または2種を含有し、下記①式で示すP_{CM} (溶接割れ感受性組成)が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、Ar₃変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法を要旨とする。

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \cdots \cdots \cdots \textcircled{1}$$

【0016】また本発明は、上記の溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法において、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷した後、さらにAc₁変態点未満の温度で焼戻し処理をすることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法である。

【0017】

【作用】本発明の構成と作用を説明する。本発明にお

6

*し、フェライト以外の第2相の分率が20%以上であり、第2相のビッカース硬さの5点以上の測定値の平均とフェライト相のビッカース硬さの差が120～260の範囲であることを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板である。

※り条切り特性にも優れた建築構造用低降伏比耐火鋼板の製造が可能となったものである。

【0013】このような知見に基づいてなされた本発明は、質量比にて、C:0.04～0.15%、Si:0.05～0.50%、Mn:0.50～1.60%、P:0.020%以下、S:0.005%以下、Mo:0.10～0.40%、V:0.005～0.070%、Nb:0.005～0.050%、Ti:0.005～0.030%、Al:0.01～0.10%を含有し、下記①式で示すP_{CM} (溶接割れ感受性組成)が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、Ar₃変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法を要旨とするものである。

★0.40%、Ni:0.05～0.40%、Cr:0.10～0.50%、Ca:0.0005～0.0050%のうち1種または2種を含有し、下記①式で示すP_{CM} (溶接割れ感受性組成)が0.21%以下を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる化学組成を有する鋼片を、1050℃以上の温度に加熱し、850～950℃の温度範囲で圧延を終了した後、Ar₃変態点以上の温度から3～20℃/秒の冷却速度で400～550℃まで加速冷却した後、Ac₁～Ac₃変態点の温度域で再加熱して空冷することを特徴とする溶接性の優れた建築用低降伏比耐火鋼板の製造方法を要旨とする。

る化学成分の限定理由について説明する。Cは、強度上昇に寄与する元素であるが、0.04%未満では強度を確保することは困難であり、一方、0.15%を超えて添加すると溶接性および靱性を劣化させる。したがって、C含有量は0.04～0.15%の範囲とする。Siは、脱酸のために必須の元素であるが、0.05%未満ではその効果が少なく、一方0.50%を超えて添加

7

すると溶接性を劣化させる。したがってS i含有量は0.05~0.50%の範囲とする。

【0018】Mnは、強度および靱性を確保するために必要な元素であるが、0.50%未満ではこれらの効果は少なく、一方、1.60%を超えて添加すると溶接性および靱性を劣化させる。したがって、Mn含有量は0.50~1.60%の範囲とする。Pは、0.020%を超えると溶接性および靱性を劣化させる。したがって、P含有量は0.020%以下とする。Sは、0.005%を超えると粗大なA系介在物が増加し、靱性を劣化させる。したがって、S含有量は0.005%以下とする。

【0019】Moは、高温強度を確保するために不可欠な元素であり、600℃における耐力を大幅に上昇させる。しかしながら、0.10%未満ではこのような効果は得られず、一方、0.40%を超えて添加すると溶接性を劣化させる。したがって、Mo含有量は0.10~0.40%の範囲とする。Vは、析出効果による高温強度の上昇に有効な元素であるが、0.005%未満ではこの効果は少なく、一方0.070%を超えて添加すると溶接性が劣化する。したがってV含有量は0.005~0.070%の範囲とする。

【0020】Nbは、析出効果による高温強度の上昇および細粒化による靱性の向上がはかれる元素であるが、0.005%未満の添加ではこれらの効果が少なく、一方0.050%を超えて添加すると溶接継手靱性を劣化させる。したがって、Nb含有量は0.005~0.050%の範囲とする。

【0021】Tiは窒化物を形成し、加熱時のオーステナイト粒の粗大化の抑制およびフェライトの生成促進により靱性の向上に有効な元素であるが、0.005%未満の添加ではこれらの効果が少なく、一方0.030%を超えて添加すると母材靱性を劣化させる。したがって、Ti含有量は0.005~0.030%の範囲とする。Alは脱酸に必要であるとともに結晶粒の微細化に寄与する元素であるが0.01%未満ではこれらの効果は少なく、一方0.10%を超えて添加すると酸化物系介在物が多くなり靱性を劣化させる。したがって、Al含有量は0.01~0.10%の範囲とする。

【0022】本発明は、前記元素の他にCu、Ni、C

8

rおよびCaのうちの1種または2種以上を含有することができる。Cuは、析出効果による強度上昇に有効な元素であるが0.05%未満ではこのような効果は少なく、一方0.40%を超えて添加すると熱間加工性および溶接性を損なう。したがってCu含有量は0.05~0.40%の範囲とする。Niは、強度と靱性の向上に有効な元素であるが0.05%未満ではこのような効果は少なく、一方0.40%を超えて添加しても効果は飽和して経済的にも無駄である。したがって、Ni含有量は0.05~0.40%の範囲とする。

【0023】Crは、高温強度の上昇に有効な元素であるが0.10%未満ではこの効果は少なく、一方0.50%を超えて添加すると溶接性および溶接継手靱性が劣化する。したがってCr含有量は0.10~0.50%の範囲とする。Caは、微量で板厚方向の特性を改善する元素であるが、0.0005%未満ではこの効果は少なく、一方0.0050%を超えて添加すると、鋼中の非金属介在物を増大させて内部欠陥の原因となる。したがって、Ca含有量は0.0005~0.0050%の範囲とする。さらに本発明では、溶接時の低温割れ防止のために行なわれる予熱を省略する目的で、溶接割れ感受性組成(P_{cm})を0.21%以下に限定する。

【0024】次に、本発明における組織構成の限定理由について説明する。前述したように、鋼の強度を確保したまま降伏比を低減するためには、硬質相中に軟質のフェライト相を分散させることが有効である。しかし、フェライト相の分散率が高すぎると所定の強度を確保できない。したがって、フェライト以外の第2相の分率を20%以上と規定する。

【0025】続いて第2相とフェライト相のビッカース硬さの差の限定理由について説明する。本発明者等は80%以下の降伏比と20%以上の一様伸びを同時に確保することを目標として、これらの特性に及ぼすマイクロ組織の影響を詳細に調査した。すなわち、種々の熱処理方法を適用することによって、マイクロ組織の異なる鋼板を作製し、引張試験、シャルピー衝撃試験、第2相とフェライト相の硬さ測定を行なった。使用した鋼板の化学成分と熱処理条件を下記【表1】に示す。

【0026】

【表1】

No.	熱 処 理 法	熱 処 理 条 件
1	加速冷却 (弱冷却) -T	T (630℃)
2	加速冷却 (強冷却) -Q' -T	Q' (790℃) -T (630℃)
3	加速冷却 (強冷却) -Q' -T	Q' (830℃) -T (630℃)
4	加速冷却 (強冷却) -N' -T	N' (790℃) -T (630℃)
5	加速冷却 (強冷却) -N' -T	N' (830℃) -T (630℃)
6	加速冷却 (強冷却) -N'	N' (830℃)

注1；鋼材化学成分（質量％）．

C：0.10，Si：0.20，Mn：1.05，P：0.007，
S：0.001，Mo：0.37，V：0.046，
Nb：0.020，Ti：0.012，Al：0.030，
P_{CM}：0.18

注2；弱冷却時の冷却速度：2℃／s，冷却停止温度：580℃，

注3；強冷却時の冷却速度：10℃／s，冷却停止温度：450℃，

注4；板厚：5.5mm，

【0027】なお、第2相の硬さは5点以上の測定値の平均を用いた。また、微小領域の硬さを測定するため、ビッカース硬さ測定時の荷重は5gとした。また一様伸びは、応力-歪曲線における最大荷重時の95％に荷重が低下した点での歪として求めた。これらの処理によって得られた鋼板の第2相とフェライト相のビッカース硬さの差と、降伏比、一様伸びとの関係を図1に示す。また、ビッカース硬さの差と $vTrs$ （衝撃特性）との関係を図2に示す。

【0028】図1から明らかなように、鋼板の第2相とフェライト相のビッカース硬さの差が120以上である場合のみ、80％以下の低い降伏比と20％以上の大きな一様伸びを同時に確保できることがわかる。一方、図2から判るように第2相とフェライト相のビッカース硬さの差が260を超える場合あるいは70未満の場合には $vTrs$ は-20℃以上となり、著しい靱性の劣化が生じることがわかる。以上の降伏比、一様伸び、靱性の目標を同時に満足する範囲として、第2相とフェライト相のビッカース硬さの差を120～260の範囲に限定する。

【0029】なお、第2相とフェライト相のビッカース硬さの差が120以上である場合のみ、80％以下の低い降伏比と20％以上の大きな一様伸びを同時に確保できる理由は次のように考えられる。すなわち、軟質相が存在する場合、引張強さは各相の強度と分率に応じた混合則に従って低下するのに対し、降伏点については変形の初期で軟質相へ歪が集中し、硬質相に先行して軟質相が降伏するため、降伏点の方が引張強さよりも低下量が大きくなる。この傾向は、第2相とフェライト相の硬さの差が大きいほど顕著となり、「降伏点／引張強さ」で定義される降伏比は低下するものと考えられる。また、降伏点の低下にともない、最大荷重までの加工硬化量が

増すため、一様伸びが増加するものと考えられる。

【0030】一方、第2相とフェライト相のビッカース硬さの差が260を超えると、著しい靱性の劣化が生じる原因は次のように考えられる。すなわち、第2相はマルテンサイトやベイナイト等の低温変態生成物であるが、硬さの差が大きい場合にはこれらは脆くなるため靱性が劣化するものと考えられる。なお、第2相とフェライト相のビッカース硬さの差が70未満となる場合にも靱性の劣化が生じる原因は、ミクロ組織が、靱性の不良なアップーベイナイト主体となるためと考えられる。

【0031】次に本発明の製造条件の限定理由について説明する。圧延に先立って鋼片を加熱する温度は、高温耐力の確保に必要なNbを固溶させるため、下限を1050℃とする。また、圧延終了温度が850℃未満では、組織の微細化により、耐震性の面から建築構造用鋼材に要求される80％以下の降伏比を確保することができず、さらに、集合組織に起因して音響異方性が高くなり、超音波斜角探傷において屈折角や探傷感度が変化するために、溶接欠陥部の検出作業が困難となる。一方、圧延終了温度が950℃を超えると、オーステナイト粒が粗大になるため母材靱性が劣化する。したがって、圧延終了温度は850～950℃の範囲とする。

【0032】前述の条件で熱間圧延を終了した後、鋼板の加速冷却を行なうが、冷却開始温度が A_{r3} 変態点未満ではフェライトの生成により高温強度の上昇が小さくなる。したがって、冷却開始温度は A_{r3} 変態点以上とする。また、冷却速度が20℃／秒を超えると、強度が規格上限値を超え、一方、3℃／秒未満では強度の上昇が小さくなる。したがって、冷却速度は3～20℃／秒の範囲とする。さらに、冷却停止温度は400～550℃の範囲とする。これは、400℃未満では母材靱性が劣化するとともに加速冷却後の熱間矯正が困難となるため

であり、一方、550℃を超えると強度の上昇が小さくなるためである。

【0033】前記熱処理の後、鋼材のミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織にするために $Ac_1 \sim Ac_3$ 変態点の二相域温度で再加熱し空冷を行なう。ここで再加熱温度を二相域温度に限定したのは、 Ac_1 変態点未満では常温での降伏比が高くなり、一方、 Ac_3 変態点を超えると強度が低下するためである。さらに、前段階での熱処理により生じた鋼材中の残留応力の低減および靱性の向上を図る必要がある場合には、焼戻し処理を実施する。この時の焼戻し温度は Ac_1 変態点未満とするが、望ましくは500～650℃の範囲とする。

【0034】

【実施例】以下に本発明の実施例を説明するが、これにより本発明はなんら制限されるものではない。

*

*実施例1

供試鋼板は、下記表2に示す化学成分と硬さの差を有する板厚55～80mmのJIS SM490級鋼板（規格値；降伏点又は0.2%耐力：295N/mm²以上。引張強さ：490～610N/mm²。）である。これらの鋼板から試験片を採取し、常温での引張試験、シャルピー衝撃試験、600℃における高温引張試験、最高硬さ試験を行なった。その結果を下記表3に示す。なお、最高硬さ試験はJIS Z 3101に準じて行なった。また、一様伸びは、応力-歪曲線における最大荷重時の95%に荷重が低下した点での歪として求めた。

【0035】

【表2】

区 分	略 号	化 学 成 分													(質量%)	
		C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Nb	Ti	Al	Cu	Ni	Cr	Ca	P _{cu}
本 発 明 鋼	A	0.08	0.22	1.05	0.006	0.001	0.35	0.046	0.021	0.010	0.030	—	—	—	—	0.17
	B	0.11	0.20	1.03	0.007	0.001	0.30	0.050	0.020	0.011	0.027	—	—	—	—	0.19
	C	0.09	0.25	1.06	0.008	0.002	0.31	0.051	0.025	0.012	0.015	0.23	—	—	—	0.19
	D	0.09	0.30	1.15	0.007	0.001	0.34	0.060	0.030	0.008	0.034	—	0.29	—	—	0.19
	E	0.08	0.28	1.09	0.008	0.001	0.29	0.039	0.022	0.010	0.027	—	—	0.33	—	0.18
	F	0.10	0.27	1.33	0.007	0.001	0.22	0.044	0.024	0.012	0.030	0.22	0.18	—	—	0.21
	G	0.07	0.24	1.04	0.007	0.001	0.36	0.041	0.026	0.010	0.028	—	—	—	0.0023	0.16
比 較 鋼	H	0.16	0.30	0.83	0.007	0.002	0.30	0.037	0.024	0.010	0.032	—	—	—	—	0.24
	I	0.10	0.23	1.13	0.008	0.001	0.61	0.027	0.019	0.012	0.033	—	—	—	—	0.21
	J	0.08	0.31	1.38	0.007	0.002	0.37	0.045	0.028	—	0.034	—	—	—	—	0.19
	K	0.12	0.30	1.33	0.007	0.001	—	0.049	0.030	0.011	0.031	—	—	—	—	0.20
	L	0.10	0.29	1.40	0.006	0.001	0.36	0.048	—	0.010	0.029	—	—	—	—	0.21
	M	0.10	0.31	1.25	0.007	0.002	0.35	—	0.021	0.010	0.032	—	—	—	—	0.20

【0036】

【表3】

区分	略号	板厚 (mm)	引張特性 (常温)				衝撃特性 v T r s (°C)	高温特性 600°C耐力 (N/mm ²)	溶接性 最高硬さ (HV)	第2相とフェライト相のビッカース硬さの差 (HV)	第2相の分率 (%)
			降伏点 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	降伏比 (%)	一様伸び (%)					
本発明鋼	A	55	396	541	73	24	-52	255	264	175	34
	B	55	355	511	69	27	-40	250	287	204	41
	C	55	439	561	78	23	-38	263	271	133	35
	D	55	368	520	71	24	-43	240	273	188	42
	E	55	420	546	77	23	-37	267	275	151	37
	F	80	344	510	67	25	-34	231	287	204	43
	G	60	430	566	76	22	-33	272	261	160	38
比較鋼	H	70	429	569	75	22	-11	263	359	183	37
	I	55	427	563	76	23	-8	294	355	177	36
	J	55	420	558	75	23	-12	253	301	158	36
	K	55	390	539	72	24	-36	175	313	193	40
	L	55	417	557	75	23	-33	179	287	149	39
	M	55	413	554	75	22	-30	181	285	153	38
	A1	55	363	561	65	25	-10	305	273	269	41
	D1	55	397	602	66	25	-7	278	271	265	41
	A2	55	488	593	82	17	-43	340	271	105	34
	D2	55	505	604	84	14	-22	329	273	78	35
	D3	55	349	465	75	21	-38	221	331	129	16

【0037】表3から明らかなように、本発明鋼A～Gはいずれも600℃における耐力が常温規格値の2/3 (197N/mm²)以上の優れた高温耐力を有し、常温での引張特性は490N/mm²級の規格値(降伏点または0.2%耐力; 295N/mm²以上、引張強さ; 490～610N/mm²)を満足し、さらに80%以下の降伏比と20%以上の一様伸びを有している。また、シャルピー衝撃試験における母材の破面遷移温度(v T r s)も-30℃以下と良好であり、最高硬さも300未満であり、優れた溶接性を有している。

【0038】一方、比較鋼HはC量およびP_{CM}が本発明の範囲から高めに外れているため、溶接性が悪い。比較鋼IはMoが本発明の範囲から高めに外れているため、溶接性が悪い。比較鋼JはTiが添加されていないために母材靱性が悪い。また、比較鋼K、Lでは、前者はMoが、後者はNbがそれぞれ添加されていないため、600℃における耐力が低い。さらに、比較鋼MもVが添加されていないため、600℃における耐力が低い。

【0039】また、比較鋼A1、A2およびD1、D2、D3はそれぞれ本発明鋼A、Dと同一化学成分で熱処理法を変えることにより製造したものである。比較鋼A1、D1は、第2相とフェライト相のビッカース硬さの差が260を超えるため、靱性が不良であり、比較鋼A2、D2はビッカース硬さの差が120未満であるため降伏比が高く、一様伸びが小さい。また、比較鋼D3は降伏比や一様伸びは良好であるが、第2相の分率が低いため、490N/mm²級の引張強さを有していない。

【0040】実施例2

本発明方法の実施に際し、供試鋼板は下記表4に示す化学成分を有する鋼片を下記表5に示す加熱・圧延及び熱処理条件に従って板厚60mmに仕上げたものである。これらの鋼板から試験片を採取し、常温での引張試験、シャルピー衝撃試験、600℃における高温引張試験、最高硬さ試験を行なった。その結果を下記表6に示す。なお、最高硬さ試験はJIS Z 3101に準じて行なった。表4には、本発明鋼A～Fおよび比較鋼G～Lの化学成分が、表5には、加熱・圧延及び熱処理条件が、表6には、常温での引張特性、衝撃特性、高温特性および溶接性がそれぞれ示される。

【0041】表6から明らかなように、本発明鋼A～Fはいずれも600℃における耐力が常温規格値の2/3 (197N/mm²)以上の優れた高温耐力を有し、常温での引張特性は490N/mm²級の規格値および耐震性の面から建築構造用鋼材に要求される80%以下の降伏比を十分満足している。また、シャルピー衝撃試験における母材のv T r sも-25℃以下と良好であり、最高硬さもHV289未満であり、優れた溶接性を有している。

【0042】一方、比較鋼GはC量およびP_{CM}が本発明の範囲から高めに外れているため、母材靱性および溶接性が悪い。比較鋼HはMoが本発明の範囲から高めに外れているため、溶接性が悪い。比較鋼IはTiが添加されていないために母材靱性が悪い。また、比較鋼J、Kでは、前者はMoが、後者はNbがそれぞれ添加されていないため、600℃における耐力が低い。さらに、比較鋼LもVが添加されていないため、600℃における耐力が低い。

【0043】

【表4】

区 分	略 号	化 学 成 分 (質量%, 但しCaについてはppm 表示)													(1)	(2)	(3)	(4)	
		C	Si	Mn	P	S	Mo	V	Nb	Ti	Al	Cu	Ni	Cr	Ca	P _{CM} (%)	A _{CT} (°C)	A _{CT} (°C)	A _{CT} (°C)
本 発 明 鋼	A	0.09	0.20	1.09	0.006	0.001	0.36	0.048	0.024	0.011	0.032	—	—	—	—	0.18	784	713	861
	B	0.08	0.30	1.08	0.008	0.002	0.33	0.051	0.017	0.012	0.035	0.22	—	—	—	0.18	787	715	868
	C	0.09	0.33	1.14	0.008	0.002	0.35	0.050	0.025	0.012	0.029	—	0.31	—	—	0.19	764	710	857
	D	0.07	0.23	1.07	0.007	0.001	0.28	0.040	0.019	0.010	0.025	—	—	0.30	—	0.17	793	720	867
	E	0.10	0.26	1.28	0.008	0.002	0.20	0.061	0.032	0.011	0.033	0.19	0.18	—	—	0.20	765	708	851
	F	0.06	0.24	1.11	0.007	0.001	0.37	0.041	0.025	0.012	0.030	—	—	—	17	0.15	790	713	868
比 較 鋼	G	0.18	0.31	0.85	0.008	0.002	0.28	0.031	0.018	0.011	0.029	—	—	—	—	0.23	788	718	857
	H	0.09	0.28	1.15	0.007	0.001	0.58	0.026	0.018	0.012	0.036	—	—	—	—	0.20	762	713	860
	I	0.09	0.31	1.35	0.007	0.001	0.35	0.042	0.026	—	0.033	—	—	—	—	0.19	764	711	856
	J	0.12	0.32	1.36	0.006	0.001	—	0.051	0.028	0.011	0.026	—	—	—	—	0.20	782	711	849
	K	0.10	0.30	1.42	0.007	0.001	0.34	—	0.033	0.010	0.029	—	—	—	—	0.20	756	710	849
	L	0.10	0.33	1.22	0.007	0.002	0.36	0.054	—	0.013	0.032	—	—	—	—	0.20	770	713	859

- (1) $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + Nb$ (%)
 (2) $A_{CT} = 910 - 310C - 80Mn - 200Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t-8)$ (°C) [t=60mm]
 (3) $A_{CT} = 723 - 14Mn + 22Si - 14.4Ni + 23.3Cr$ (°C)
 (4) $A_{CT} = 908 - 223.7C + 30.5Si - 34.4Mn + 438.5P - 23.0Ni + 37.9V + 2(100C + 6Ni - 54)$ (°C)
 但し、() 内がマイナスの場合、この項は省略

【0044】

【表5】

区分	記号	板厚 (mm)	加熱・圧延条件		加速冷却条件			熱処理条件	
			加熱温度 (°C)	圧延終了温度 (°C)	冷却開始温度 (°C)	冷却停止温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	再加熱温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)
本 発 明 法	A	60	1150	895	875	455	8	820	630
	B	60	1150	890	875	440	9	800	630
	C	60	1100	900	885	445	9	845	—
	D	60	1150	915	900	435	13	800	630
	E	60	1100	885	850	530	4	840	—
	F	60	1150	935	920	420	18	760	630
比 較 法	G	60	1150	880	865	435	8	820	630
	H	60	1150	895	880	460	8	820	630
	I	60	1150	885	870	420	9	820	630
	J	60	1150	890	875	455	8	820	630
	K	60	1150	880	860	430	8	820	630
	L	60	1150	900	880	430	9	820	630
	A1	60	1150	885	870	450	8	—	—
	A2	60	1000	870	855	435	8	820	630
	A3	60	1150	825	815	410	8	820	630
	A4	60	1150	965	940	500	8	820	630
	A5	60	1150	880	760	455	6	820	630
	A6	60	1150	895	875	375	11	820	630
	A7	60	1150	900	880	575	6	820	630
	A8	60	1150	885	865	535	2	820	630
	A9	60	1150	920	905	415	22	820	630
	A10	60	1150	895	875	455	8	680	630
	A11	60	1150	900	880	450	8	890	630

【0045】

50 【表6】

区 分	記 号	板厚 (mm)	引張特性(常温)			衝撃特性 破面 遷移温度 (℃)	高温特性 600℃ 耐力 (N/mm ²)	溶接性 最 高 硬 さ (HV98)
			降伏点 又は耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	降伏比 (%)			
本 発 明 法	A	60	400	540	74	-48	252	272
	B	60	450	581	77	-30	285	278
	C	60	368	525	70	-32	230	283
	D	60	431	566	76	-38	260	266
	E	60	354	530	67	-25	229	289
	F	60	451	586	77	-29	277	251
比 較 法	G	60	443	599	74	-15	265	355
	H	60	448	581	77	-40	291	362
	I	60	421	561	75	-16	253	306
	J	60	396	548	72	-38	179	313
	K	60	412	555	74	-31	194	282
	L	60	403	552	73	-35	189	285
	A 1	60	541	638	85	-45	341	—
	A 2	60	358	501	71	-42	192	—
	A 3	60	452	550	82	-55	249	—
	A 4	60	394	532	74	-9	218	—
	A 5	80	363	504	72	-40	188	—
	A 6	80	452	596	76	-12	260	—
	A 7	80	332	486	68	-46	181	—
	A 8	60	325	485	67	-44	180	—
	A 9	60	473	622	76	-39	268	—
	A 10	80	483	565	82	-35	272	—
	A 11	80	356	488	73	-30	194	—

【0046】また、比較鋼A1～A11は、本発明鋼Aの鋼片を本発明の製造条件範囲外で製造したものである。比較鋼A1は、加速冷却のままでAc1～Ac3変態点の二相域温度で再加熱処理を行っていないため、常温強度が高く、かつ、降伏比が85%と高い。比較鋼A2は、加熱温度が本発明の範囲から低めに外れているためNbが十分に固溶せず、600℃における耐力が低い。

【0047】比較鋼A3は、圧延終了温度が本発明の範囲から低めに外れているため、組織が微細化し、常温での降伏比が80%を超えている。さらに比較鋼A4は、圧延終了温度が本発明の範囲から高めに外れているため、オーステナイトが粗粒となり母材靱性が悪い。比較鋼A5は冷却開始温度がAr3変態点未満であるため、600℃における耐力が低い。

【0048】比較鋼A6、A7は、冷却停止温度が本発明の範囲から外れており、A6は375℃と低めであるため母材靱性が悪く、一方、A7は575℃と高めであるため常温および600℃における強度が低い。また、比較鋼A8、A9は冷却速度が本発明の範囲から外れており、A8は2℃/秒と低めであるため常温および600℃における強度が低く、一方、A9は22℃/秒と高

めであるため、常温強度が規格上限値を超えている。さらに、比較鋼A10、A11は、再加熱温度が本発明の範囲から外れており、A10は680℃とAc1変態点未満であるため常温での降伏比が82%と高く、一方、A11は890℃とAc3変態点を超えているため、常温および600℃における強度が低い。

【0049】

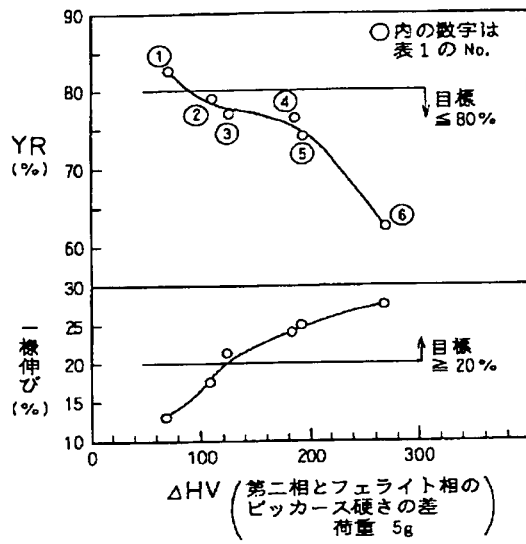
【発明の効果】本発明は以上説明したように構成されているから、高層建築や大スパンの鉄骨建築物に使用される厚肉鋼材においても、600℃の高温においても高い強度を有し、かつ、常温での降伏比が低く、溶接性に優れた鋼材の提供が可能となり、しかも、耐火被覆の削減または省略が可能となって、耐震性の面で構造物の安全性が確保でき、従来の溶接構造用鋼材と同等の施工性を有しており、産業上極めて有用である。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明鋼板の第2相と、フェライト相のビッカース硬さの差と、降伏比、一様伸びとの関係説明図である。

【図2】 本発明鋼板のビッカース硬さの差とvTrsとの関係説明図である。

【図1】



【図2】

